

# 抄 録

## 2) 耐火材料並に燃料及驗熱

製鐵工場用粘土質耐火煉瓦に就て (Chesters. J. H. and Howie, Trans. Brit. Cer. Soc. feb. 1939) 粘土質煉瓦に就て實驗室の試験で決定された性質に依てこれ等が實際使用された場合の結果を正確に知ることは困難である。従て理論的考察に依てこれ等煉瓦の使用に際しての成績を論ずるよりは寧ろ使用結果の良好な煉瓦の性質を研究することが有効である。本文は主としてかゝる良質煉瓦の性質に就て調査研究を行ったものである。

熔鑄爐用煉瓦:— 熔鑄爐ライニングに使用して良好であつた6種の粘土質煉瓦の性質を第1表に記載した (A) 煉瓦の耐壓強度は稍小なるため微粒子の割合を増してその性質を改良するため次の試験を行った。即ち一般に調合物は 3/16" 篩を通過するやうに粉碎されたものを改めて次の如き粒度に配合した。1/8"~1/16" 10%, 1/16"~1/64" 20%, <1/64" 70% 而してシャモットの量を 10~15% 増加した。第1表はこの製造工程に於ける變化が如何にその物

第1表 熔鑄爐煉瓦の性質

化學成分	A	B	C	D	E	F
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	40.2	34.5	31.1	43.7	37.0	32.8
SiO <sub>2</sub>	55.0	63.0	61.5	51.0	55.6	59.0
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3.2	1.4	3.1	2.8	3.1	4.0
CaO	0.5	0.2	0.9	0.4	1.0	0.5
MgO	0.7	0.3	0.8	0.5	0.9	1.0
アルカリ	1.1	0.8	—	0.5	—	1.5
TiO <sub>2</sub>	—	—	1.5	1.4	1.2	1.2
耐火度°C	1,730	1,670	1,680	>1,680	>1,680	>1,680
荷重軟化溫度°C (50lbs/in <sup>2</sup> 10% 變形)	1,470	1,400	1,430	1,480	1,340	1,340
常溫耐壓強度 lbs/in <sup>2</sup>	1,850	3,250	>8,200	2,300	3,160	2,635
殘存收縮% (2hrs at 1,410°C)	0.0	0.7	0.6	0.1	1.3	0.8
通氣率 C.G.S 單位	0.18	0.03	0.06	0.10	0.02	0.03
氣孔度%	22.2	25.3	18.8	23.3	18.9	27.0
假比重	2.05	1.97	2.09	2.04	2.03	1.88

理的性質に影響するかを示したものである。

	普通製品	微粉多き製品
常溫耐壓強度 lbs/in <sup>2</sup>	1,850	5,210
橫斷破壊強度 (9"煉瓦) t	2.7	>4.4
通氣率 C.G.S 單位	0.18	0.0065
荷重軟化溫度°C (50lbs/in <sup>2</sup> )	1,470	1,560

熔鑄爐に依る侵蝕作用を次の2つの方法にて試験した。

- (1) 煉瓦と滓との混合物の熔融點の決定。
  - (2) 煉瓦と熔融滓を接觸せしめてその侵蝕状態を検すること。
- 使用せる熔鑄爐滓は次の如き成分のものである。SiO<sub>2</sub> 30.80, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 14.60, CaO 46.20, BaO 3.54, S 2.40.

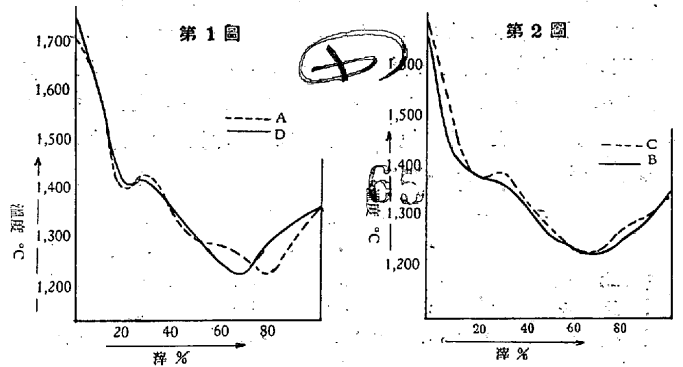
第1圖及び第2圖は上記鑄滓を (A), (B), (C), (D) の各煉瓦に就て添加せる場合の熔融點の變化を表したものであり、同時に粘土質煉瓦の熔融點を 1,500°C 或は 1,600°C に低下せしむるに要する鑄滓の量及び煉瓦と滓との混合物の最低の熔融點とその化學組成とを示して居るものである。

熱風爐用煉瓦:— 第2表は5種の熱風爐用煉瓦の性質を示したものである。

第2表 熱風爐用煉瓦の性質

	1	2	3	4	5
眞比重	2.58	2.66	2.61	2.25	2.64
假比重	1.88	2.04	1.94	2.09	1.99
氣孔度%	27.0	23.3	25.9	18.8	24.4
通氣率 C.G.S	0.03	0.145	0.46	0.06	0.042
耐壓強度 lbs/in <sup>2</sup>	2,635	2,300	3,130	>8,200	2,390
荷重軟化點°C (50lbs/in <sup>2</sup> 10% 變形)	1,340	1,480	1,570	1,430	1,550
スポーリング抵抗指數	30+	30+	30+	16	30+

熱風爐用煉瓦の損傷の主たる原因はダストに依る侵蝕作用である。



ダストの主成分は酸化鐵炭素石灰等であり、これと5種の煉瓦との熔融點を測定せる結果 (2) 及 (3) は 1,300°C 以上の溫度に於てはダストに對する熔解度が最も小さく熔融點を 1,350°C に低下させたためには約 70% のダストを必要とするが (1) に於ては 20% のダスト添加に依り同一熔融點に達する。尙 スポーリング抵抗性、荷重軟化點等の必要な性質に關する試験の結果も第2表に示す如く (2) 及び (3) が良好であり熱風爐用煉瓦として適當なものである。

造塊用耐火物:— 第3表は United Steel Companies, Ltd に於て使用されて居る主なる造塊用耐火物の性質を記載せるものである。表中の定盤煉瓦は概ね Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 34% 以上、酸化鐵 4% 以下のものである。定盤煉瓦として耐火度の大なるものは FeO や MnO に對する抵抗性が大であるが、粘土と珪酸の或る割合に混合せるものに依ても良好な結果が得られるものである。スリーブとしては適當な斷熱性を有すると共に鋼滓に對する抵抗性の大なることが必要である。熔鋼及び熔滓が鑄鋼内にある時間の比較的長い場合は肉厚のスリーブを使用することが屢效果的である。特に高熱或は Mn の高い熔鋼では耐火度の大なるものがよいと考へられる。スリーブ (B) のスポーリング抵抗性の小なることは原料粘土中の遊離珪酸の量の大なることに原因する。ノズル、ストッパーは烈しい磨耗や侵蝕に耐えるものでなければならぬ。表中の4種の試料は何れも耐火度 1,700°C 以上で Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量は少くとも 38.8% 以上である。通氣率は小さく荷重軟化溫度は可成り高い。然もストッパーは質緻密なるに拘らずスポーリング抵抗性が大である。

造塊用耐火物は充分に焼成しなければならぬことは屢論ぜられて居るところである。焼成溫度を僅か上昇することに依り製品の品質

第3表 造塊用耐火物の性質

化學分析	定盤煉瓦			スリーブ		ノズル		ストツパー	
	A	B	C	A	B	A	B	A	B
SiO <sub>2</sub>	56.84	57.10	53.46	56.38	62.26	54.26	54.61	54.34	53.31
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	35.14	37.00	39.13	35.08	30.29	38.82	38.99	38.80	39.68
FeO	5.12(Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	3.36(Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	2.82	5.44	4.48	3.20(Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	2.18	3.76(Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	2.70
TiO <sub>2</sub>	0.72	0.74	1.29	1.16	1.03	1.26	1.40	1.18	1.50
CaO	0.26	0.24	0.06	0.22	0.12	0.20	0.04	0.52	0.04
MgO	0.53	0.58	1.03	0.83	0.72	0.94	0.83	1.02	1.10
灼熱減量	0.16	0.22	—	0.12	0.28	0.26	—	0.32	—
(物理的性質)									
真比重	2.68	2.58	2.55	2.67	2.60	2.65	2.67	2.59	2.58
假比重	2.09	2.04	2.11	1.90	2.03	2.09	2.00	2.17	2.14
氣孔度%	22.0	20.9	17.5	29.0	22.0	21.3	25.2	16.4	16.9
通氣率 C.G.S	0.00096	0.00074	0.0026	0.009	0.0003	0.0004	0.0034	0.0003	0.0015
スポーリング抵抗指數 (at 900°C)	2' 斷面積 4	同左 4	同左 4	同左 3	同左 1	3''×2''×2'' 5	同左 21+	同左 26	同左 26+
耐火度°C	1,690	1,700	1,730	1,675	1,665	1,700	1,730	1,730	1,720
遊離珪酸量%	10	13	2	8	20	4	2	4	2

に著しい差異を生ずるものである。焼成温度を1,000°Cより1,100°Cに上げれば氣孔度、通氣率を減じ、スポーリング抵抗性を可成り低下せしめる。スリーブに關してのみは生焼けのものを要求するのはこのためであるが甚だしく生焼けのものは鋼滓に對する抵抗性が少い

第4表 加熱爐，均熱爐用耐火煉瓦の性質

	1	2	3	4	5
真比重	2.65	2.63	2.58	2.53	2.65
假比重	2.09	2.09	1.98	1.98	2.10
氣孔度%	20.8	20.8	23.0	21.7	21.1
耐壓強度 lbs/in <sup>2</sup>	1,690	4,510	4,110	4,140	5,710
荷重軟化點°C (10%變形)	1,520	1,500	1,440	1,540	1,530
耐火度°C	1,600	1,620	>1,680	1,680	1,570

低溫加熱爐の多くは粘土質煉瓦が使用せられる。均熱爐の側壁やアーチには Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量の小なる粘土質煉瓦が好んで使用せられる。このものは容易に硝子化し烈しい機械的衝撃に大なる抵抗性を示すものである。第4表中の(1)(2)(5)はこの種の煉瓦である。

(T. H)

### 6) 鐵及鋼の加工

熔融靑化物を使用せる焼入高速度鋼の窒化研究 (Morrison, J. G. & Gill, J. P., Preprint, Am. Soc. Metals, Oct, 1939, 76, or Metals and Alloys, November, 1937, MA 656) 焼入された高速度鋼の窒化に熔融靑化物を使用する事は一般に認められてより古い事である。この方法の現在の廣い應用を考へる時、この方法に關する簡單な論文のみがプリントになつて居る事に驚かされる。今日、實地に於て、各々の高速度鋼製造家は相當な範圍までこの方法を用ひ、利益をあげて居る。

この方法は焼入、された工具一般に行はれて居る様に焼入焼戻された工具、又は焼入焼戻研磨された工具を古いナトリウム靑化物とカリウム靑化物の熔融混合物中につけるのである。

鹽浴の温度は普通 1,000~1,050°F 範圍内で、浸す時間は5分から1時間或はそれ以上で、この結果、表面の淺い部分に、高速度鋼の硬度以外に著しく大きい硬度を與へる。

新しいナトリウム及びカリウム靑化物の混合物を使用すると、工

具の先端を非常に脆くするが、相當の時間使用した同じ靑化物を用ふると、脆い刃先の生ずる危險が少ない。實際目的の爲には、新しい鹽浴の成分は、共晶成分の熔融温度に近い温度を有する 60% ナトリウム靑化物と 40% カリウム靑化物が一般に用ひられる。鹽浴の温度が 925°F 以下に降下し、炭酸鹽が蒸發するときは、熔融物成分量に變化を生ずる。最初熔融した新しい混合物は(もし鹽浴の温度が 1,100°F を越えなければ)純粹な鹽浴では理論的に 47.8% の靑素 (Cyanogen) を含むが、實際は約 45% 含有されて居る

充分古くなつた鹽浴は約 24% 靑素を含むであらう。Ni 合金鋼を用ひ相當な時間使用された鹽浴中には NaCN, KCN, NaCNO, KCNO, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, K<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 少量の W (タングステン酸鹽=tungstates として) 約 0.10% Fe, 約 0.10% Ni, 鋼の底部及び底部附近に固着せる滓の中に存在せる遊離炭素等が含有されて居る。

鹽浴の老化は、もし鹽類が壓搾した鋼製鋼に入れられ、鹽浴の温度が 1,100°F 以上越えない時は相當な時間を要する。Ni 合金鋼の場合は更に早い。

8''~12'' 徑の壓搾鋼製鋼に入れられた 60% NaCN 40% KCN が最初加熱され、次に、各々2時間宛 14~13 日 1,050°F に加熱された。この時鹽浴は薄板金屬で覆ふた。13 日目に Cyanate 含有量は、最初の日の 1.03% から 1.93% に増加した。14 日目に鹽浴は 1,300°F に加熱され 1,050°F に冷却し、この温度に2時間保つた。この時、Cyanate は前日の 1.93% に比較して 2.74% 増加した。

温度が高ければ高い程 Cyanate の生成は早い、温度が餘り高いと Cyanate の分解が起る。古い鹽浴中で 850~1,150°F 温度範圍で 30 分間工具をつけて N の量を見ると、表面 0.001'' の深さであつた。新しい鹽浴を使用した場合の高速度鋼の脆性は表面に於ける N の含有量が急であるからである。然し、相當長い時間工具を新鹽浴に入れると N の擴散が深くなり、表面の脆さがなくなる。この窒化方法は表面が脱炭される場合は用ひらる可きでない。これは表面を脆くする。窒化する前にグラインダーに依て多少表面が軟くなつても害にはならない。焼入された工具と焼鈍された工具との間に吸収されて居る窒素含有量は差異を認められぬ。焼鈍された高速度鋼の表面硬度は窒化處理を行った時、焼入焼戻した高速度鋼と殆んど同一硬度を有する。これは、短時間浸されるために生ずる硬い表面は極めて淺いので、繼によつて硬度試験を行ふとき、表面は極

めて軽い圧力によつてさへも破壊されるといふ事實によつて證明する事が出来る。

或状態に於ては、高速度鋼の表面が黒くなる場合があつて、之は炭素吸収に依るものと思はれる。この炭素は表面のみに限られるのであるが、鹽浴が Ni によつて汚される場合 Ni の析出して居る附近の表面に存在する。この表面の下には窒化の結果炭素吸収は現はれない。

窒化された高速度鋼の表面硬度を測定するに Knoop 硬度試験法を採用する事が出来るといふ事が見出されて居る。普通の充分焼入窒化された高速度鋼の表面硬度はブリネル 1,100 以上に等しい硬度が得られる様に思はれる。(T. T.)

**浸漬亜鉛鍍金に於ける亜鉛・鐵間の反應** (Heinz Bablik Dr. Ing., Iron and Steel Oct. 1939) 熔融亜鉛中に鐵を浸して亜鉛鍍金を行ふ場合の Zn, Fe の反應は Zn 被覆の性質に關して興味ある問題である、この鍍金法に依り成生される Zn・Fe の合金層は幾多の要素に依て影響される。即ち浸漬時間、浸漬温度及 Zn・Fe の品質等の影響を受ける。この品質とは單に化學成分乃至は鐵の表面状態のみを意味するものには無い。勿論化學成分に於て或る成分は他の成分よりも鍍金層に對し大なる影響を及ぼすものであるが、その成分の存在状態如何に依ても亦及ぼす影響が異て来る。即ち炭素は其れがグラファイトとして存在するかセメントイト或はパーライトとして存在するかに依りその及ぼす影響は大いに異なるのである。

こゝでは餘り複雑とみる事を避けて單に亜鉛と鐵との反應に就て考察する事となす。

浸漬鍍金法に依り生じた亜鉛被覆の断面顯微鏡寫眞に見られるものは鐵と亜鉛との間に生じた擴散の結果化學反應に依り生じた Fe・Zn 二元合金の各相が形成されたものである。個體金屬を熔融金屬中に浸した場合は一般に之等二金屬に依て作らる可き平衡圖に於ける總ての相に相當する合金層が形成されると考へられて居る。Zn・Fe の平衡圖は元來非常に複雑なもので屢々修正が加へられて居り、こゝに示す J. Schramm 氏に依て最近發表されたものと雖も未だ完全なものには無い。この平衡圖(第1圖)に於て亜鉛側より鐵側へ次の homogeneous 相が示されて居る。

$\eta$ : Zn・Fe の固溶體にして含鐵量最大 0.03% と云はれ結晶構造は亜鉛と同様にして軸比 1.856 を有する六方晶系である。

$\zeta$ : 含鐵量 6.0~6.2%

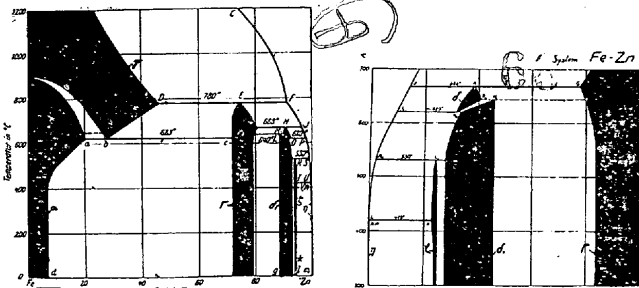


Fig. 1 Equilibrium diagram, Binary alloy zinc-iron. By J. Schramm.

$$\delta_1 + \text{Liquidus} = \zeta$$

上記反應速度は非常に遅い様である。この相の消滅する正確なる温度は不明にして結晶構造は Halla and Well に依れば單斜晶系と稱せられ、比重 7.18 なり。第2圖はこの結晶の代表的なるものを示して居る。

$\delta_1$ : 含鐵量 6.2~11.5% の相である。結晶構造は Halla and Götzl に依れば  $C_0^*v = C_0/mc$  或  $D_0^*h = C_0/mmc$  型の六方晶系と稱せ

られ、その結晶型は第2圖に見る如く (0111) 及 (0221) の結合したる hexagonal bypyramidal である。

T: 含鐵量 20~27% の相にしてその結晶構造は Ekman に依れば所謂 "γ brass" 構造と同様なりと云はれて居る。

鐵含有量上記以上の範圍に互る鐵、亜鉛平衡圖の研究は頗る困難である。又顯微鏡寫眞に於て見られる合金各層と平衡圖に於ける各

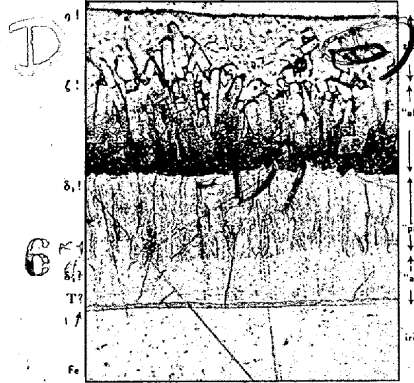


Fig. 2. Galvanized coating. Bath = Electrolytic zinc. Dipping time: one hour. Dipping temperature = 475° C. 350 X.

相とを關聯せしむる事も容易でない。故に先づ顯微鏡寫眞に於て明らかに區別なし得る各層に對し夫々名稱を附する事となし之を第2圖に示した。

現在の所は鐵、亜鉛二成分間に行はれる擴散速度及相異なる相の間に行はれる擴散が如何にして起るか等に關しては實際的に未だ何も知られて居ない。故にこゝでは實際に各種の條件で浸

漬鍍金をなせるものの顯微鏡寫眞に就て見られ且、論ぜらるる正確なる事實に就て以下述べる事とする。

浸漬時間の影響に就て:— Al 添加の熔融亜鉛中に數秒浸漬し鍍金したるもの、顯微鏡寫眞に依れば、その被覆には結晶の生長良好なる只一つの層が見られ又 Sendzimir 法として知られたる更に短時間の浸漬に依り鍍金された場合の短時間反應生成物の結晶は、相である事が分た。故に一般に浸漬時間 30 秒以上なる事なき薄板鍍金の場合には明瞭なる各合金層を期待する事は出来ない。次に 410°C に於て 1 分間浸漬したるものでは極めて明瞭に pal 層及 ab 層の形成を見る、これは浸漬温度の上昇と共に pal 層の發達著しくなるを知た。浸漬時間が極短い場合は酸洗ひの影響に基く鐵表面の不平滑を認めらるゝが之は浸漬時間の増加に従ひ鐵表面の熔解に依り不平滑は次第に消滅するに至る。浸漬時間と各層生成の關係は次表に示す様である。

浸漬時間(分)	1	4	30	240	480	
各層の關係 厚さ	an	0	15	20	50	60
	pal	5	13	38	125	190
	ab	10	15	30	60	60

浸漬温度の影響に就て:— 浸漬時間を 1 時間となし浸漬温度 475 及 485°C に於て鍍金したる結果は温度の上昇と共に特に pal 層の成長著しきを見る an 及 ab 層は pal 層に比すれば殆んど温度に依る變化は認められないが浸漬温度 490°C となると ab 層は殆んど消滅し極僅かな層のみが見られる 495°C に於ては an 層は極薄く鐵亜鉛合金層の大部分は pal 層 ( $\delta_1$  相と考へらるゝ) よりなり、この Matrix 中に  $\zeta$  相の正しく結晶された結晶を見出す、これは我々の考へては二次的結晶が行はれたものであつて ( $\eta + \delta_1 \rightarrow \zeta$ ) なる反應が行はれ完全なる結晶が形づくられるのである。更に浸漬温度 500~515°C の範圍となると pal 層は殆んど消滅して an 層のみが存在する様である。

被鍍金體の形状の影響に就て:— 鐵板を彎曲せしめその凹面及凸面に於ける合金層の構造が如何に變化するかにつき顯微鏡寫眞の結果を検したる所凹面に於ては ab 層の存在なく、凸面に於ては ab 層は通常の如く存在するを見た。之は pal 層に於ける結晶方向は常に鐵表面に對して直角に成長する傾向ある爲凹部に於ける pal 層の

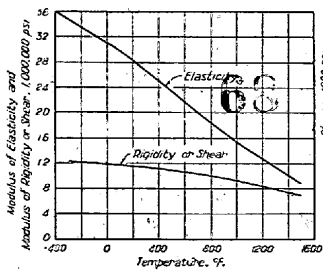
各結晶は其の末端部互に相接觸して ab 層の成長を許さぬ爲である  
次に被鍍金層の角部に於ける合金層の構造に就き檢したる結果は  
an 層は明瞭に存在するが pal 層の存在なく、普通 ab 層を形成す  
る結晶が之に代り an 層の上に直接形成されあるを見た。

(秋元)

### 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

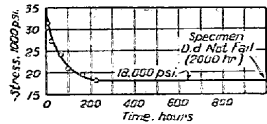
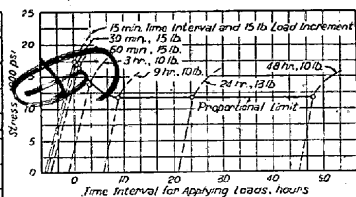
**高温操業への鋼の應用** (McLean Jasper T., Metal Progress, Feb. 1939, p. 160~163) 高温にて操業する構造物の設計に當ては、設計條件の異なるに伴ひ考慮すべき要項が種々ある。例へば或構造物では材料の基礎強度のみを考へれば足りるが、或物では荷重を受けて移動する部分に於ける小隙間を保持する爲に剛性をも併せ考へねばならない。即ち撓みや彎曲に於ける剛性率は  $E$  (弾性率) と  $I$  (慣性モーメント) で設計され、振りでは  $F$  (剪斷弾性係數)、剪斷では  $J$  (極慣性モーメント) を考慮して設計するわけである。従て設計は材料の強さに基礎をおく安全率に頼るか、剛性に支配されるか、要するに此兩者の結合が根本的である。言ふ迄もなく設計値は構造物が使用される状態中最も危険なものに對して用ひられねばならない。蒸汽タービンのディスクロートルを設計するには先づ運轉溫度に於ける材料の剛性から撓みや振動を考へ、次にその撓みによる内力を計算せねばならぬ。然るに高温高壓を受ける容器を設計するには偶發的過壓力を見込んだ使用状態に對する材料の匍匐強度 (抗張力及降伏點) と腐蝕の影響を考へねばならぬ。かゝる設計資料に對し最も肝要なりと著者の信ずる所は材料の信頼し得る強度と弾性の性質を確認する方法である。設計基礎數値は材料の性質を過評せず、設計者に不安な氣持を持たせないものでなければならぬ。常溫での設計に使用される材料の物理的性質は抗張力、降伏點及疲勞限であつて、炭素鋼及低合金鋼では  $E$  及  $F$  が夫々 30,000,000 及 12,000,000  $lbs/in^2$  内外である。然し溫度が上昇するに伴ひ此の値は次第に減少するが一定の溫度では常溫に於けると同様に  $E$  及  $F$  は動かない。然るに屢々與へられたる高温に對して廣い變化を示す數値が發表されてゐるが、かゝる事は試験片の全長に亘り既知にして均一なる溫度を得難き事と加熱材内に導入された伸び計の精度と

第 1 圖



材料 0.25% 炭素鋼 溫度 900°F

第 2 圖



第 3 圖

感度を保持するに困難を伴ふ爲であると信ずる。第 1 圖の  $E$  及  $F$  は Sutherland の「Kinetic Theory of Solids」により比較的小直径の試験片で全長に亘り溫度を一様に分布させたものから得た實驗結果である。

前述の如く比較的薄い試験片に就て溫度分布の均一性を特に留意した實驗結果が可成り多く發表されてゐるが、あるものは第 1 圖よりも非常に高い値であり、又一般に高くなり勝ちであるから、第 1

圖は鋼製構造物の種々の溫度に於ける剛性を定める安全値として用ひてよい。

高温に於ける鋼の抗張力と降伏點に就て考へるには匍匐試験に關係あるものと異なる方向から接近する必要がある。定溫度に保持された引張試験片に靜荷重を掛け正確に伸びを測定する。此の方法では「化學成分及處理が全く同一の鋼でもその匍匐性質は全く異なる」ことが解てゐるから此の結果を設計に應用せんとすれば考慮すべき種々の因子に迷され、その爲既に使用成功した記録を持てゐるに不拘設計者は確信の無い状態に導かれる事になる。著者は 1,000°F 迄の高壓装置に對しての設計資料たる抗張力と降伏點を次の如く求めてゐる。高温になれば抗張力は常溫よりも遙かに減少することは解てゐる。又同じ高温でも長時間の抗張力は短時間のものよりも低いことも既知の事實である。此の引張時間の長短による抗張力の差違は第 2 圖に示す通りである。本實驗の材料は 0.2~0.3% 炭素鋼、溫度は 900°F である。時間軸に平行なる直線の示す内力以下なら極めて長時間荷重を加へても切斷しない事を示す。0.25% 炭素鋼の 90°F 短時間抗張力は 35,000  $lbs/in^2$  であるが、長時間の抗張力は 18,000  $psi$  に過ぎない。然し曲線の性質より見て此の長時間抗張力を基礎とした安全率は常溫の場合よりも小さくて良い。何故なら短時間の過重には安全率は増加するからである。

比例限に對しては第 3 圖に示された如く、0.25% 炭素鋼を 900°F に於て實驗し、時間に對する荷重増加率を次第に減少して種々の場合の内力一至曲線を畫きその比例限を結んだ。その結果短時間引張りの比例限は 18,000  $psi$  であるが長時間では 11,700  $psi$  に減少する而して荷重増加の時間間隔が 9 時間以上なら一本の試験片で長時間比例限が見出されることが解る。高温操業で而も變形に對して嚴しい要求ある装置を設計するには此の數値が極めて大切である。これは常溫に於ける設計の降伏點に相當する。これに適當なる剛性率を見込んだ數値が正しい設計資料となるものと信ずる。(I. K.)

**灰鑄鐵の焼入、焼戻に含まるる數種の要素** (Timmons G.A., Croby V. A. and Herzig A. J., Tra. Amer. Foundrymen's Associations, December 1939, 397~422) この研究は次の 3 項目に分けてなされて居る。

- (1) 焼入溫度に於ける黒鉛の黒鉛化と再溶解
- (2) 急速加熱中に起る黒鉛化
- (3) 焼入、焼戻せる鑄鐵の物理的性質

上記 (1) に關する實驗としては 2 種の鑄鐵即ち普通鑄鐵 (T.C 3.19, C.C 0.69, F.C 2.50, Mn 0.76, Si 1.70, Mo 0.013, Cr 0.03, Ni なし) 及 Ni-Cr-Mo 鑄鐵 (T.C 3.10, C.C 0.70, F.C 2.40, Mn 0.80, Si 2.05, Mo 0.45, Cr 0.27, Ni 0.37) に就き、1,200~1,600°F 間の溫度から油焼入を行ひ、化合炭素量、ブリネル硬度、組織の關係を求めた。鑄造の儘で黒鉛とパーライトのみからなる普通鑄鐵を 1,200~1,250°F (各々 1 時間保持) から油焼入すると化合炭素量及ブリネル硬度は第 1 表に示す如く鑄造状態に比して減少して居るが組織には變化が現はれない。

1,300°F ではパーライトは球狀化し、炭素は片狀黒鉛の方へ移動する。1,350°F で地鐵は更に増加し、1,400~1,450°F では片狀黒鉛の附近にのみ痕跡のパーライトが認められ、地鐵は再結晶し始め明瞭な結晶粒界を現はす。

1,500°F では明らかに組織の變化を生じ、この溫度は Fe-C-Si 三元状態圖で  $\alpha + \gamma +$  黒鉛の範圍内にある事を示す。

溫度が 1,450°F 近くで殆んど完全に黒鉛化し、黒鉛化の速度は

(後に焔加熱焼入の處で述べる様に),極めて早く,試料は1時間加熱で地鉄と黒鉛になる充分な時間を有した事を示す。而して1,500°Fで $[\alpha+\gamma+\text{黒鉛}]$ 範圍に達すると,地鉄の一部は0.47%の炭素を吸収してオーステナイトとなり,これを焼入すると,オーステナイトの部分は黒く腐蝕されて見える細かいパーライトとなる。1,550°F以上に於ては,鑄鐵は $\gamma$ 相を有し化合炭素量は温度と共に増加し,焼入硬度は温度増加と共に増す。臨界温度以上に於ては,マルテンサイトと黒鉛の組織を有し,この温度では,板状の黒鉛も擴散によつて $\gamma$ を加炭し,一定温度で,一定の炭素含有量を有し,平衡状態に達する迄に時間を要する。

合金鑄鐵に於ては含有合金元素が黒鉛化を防止する爲に,1時間の焼鈍では第1表に示す如く,化合炭素量は0.42%以下には下らぬ。特に目立つ組織は1,500°Fから焼入したもので,普通鑄鐵の同一温度から焼入した組織に比して地鉄の量が極めて少ない。

次に上記(2)に關しては,黒鉛の吸収が鑄鐵焼入に際して重要な要素であり,特に焔焼入の場合は益々重要性をもつので,6種の鑄鐵即ち(イ)普通鑄鐵(T.C 3.19, C.C 0.69, G.C 2.50, Mn 0.76, Si 1.70, P 0.216, S 0.069, Mo 0.013, Ni なし Cr 0.03) (ロ) Mo 鑄鐵 A (T.C 3.22, C.C 0.65, G.C 2.57, Mn 0.75, Si 1.73, P 0.212, S 0.089, Mo 0.47, Ni なし Cr 0.03) (ハ) Mo 鑄鐵 B (T.C 3.20, C.C 0.58, G.C 2.61, Mn 0.64, Si 1.76, P 0.187, S 0.054, Mo 0.48, Ni. tr. Cr 0.005) (ニ) Ni-Mo 鑄鐵 (T.C 3.22, Si 2.02, Mo 0.52, Ni 1.21, Cr 0.02) (ホ) Cr-Mo 鑄鐵 (T.C 3.21, Si 2.24, Mo 0.52, Cr 0.50) (ヘ) Cr-Ni-Mo 鑄鐵(T.C 3.36, Si 1.96, Mo 0.47, Ni 0.52, Cr 0.35)の6種の鑄鐵を酸素-アセチレンガスを以て加熱水焼入した。試料を400 r.p.m.の速度で迴轉し乍ら,試料にガスが接して水焼入迄に要した時間は約40秒で,表面の最高温度は1,700°Fであつた。

之等の試料に就き表面から中心部への硬度,組織等を調査した。その結果試料の中心部では大部分の鑄鐵が粗いパーライト組織を示し,普通鑄鐵2つのMo鑄鐵,及Ni-Mo鑄鐵は少量の地鉄しか有しなかつた,之れは之等の試料の温度が1,000°F以上,上昇しなかつた事を示すものである。あらゆる場合に於ても試料の加熱が極めて急であるから中心部は500°F以上の温度に達しなかつたであらう。

普通鑄鐵に於ては,組織は外周より轉移層の方へ徐々に變化し,この轉移層はパーライトの粗い層状のものが球状化し,地鉄の量が増加して居る。この附近がパーライトの分解した最大の處で,この附近の組織は1,450°Fから(前記(1)の場合に)焼入した組織と同様である。更に中心から遠ざかるにつれて,マルテンサイトが増加して地鉄が減少し,終に地鉄が消失する迄に至る。

Mo鑄鐵の場合は地鉄と黒鉛の層が存在しないといふ事を除いて

は普通鑄鐵の場合と同様である。表面近くの組織は地鉄及微細パーライトが減少し,マルテンサイト組織が明瞭に現はれ,遂に表面に於ては全く黒鉛とマルテンサイトとなる。

Ni-Mo鑄鐵に於ては,約700~800°Fの温度に於て,オーステナイト變態が多少始まつたといふ組織を示す場所が處々に存在する以外はNi鑄鐵と同様な組織を示す。

Cr-Mo鑄鐵は試料切斷面の如何なる場所に於ても,地鉄の存在が認められず,Crが共析晶炭化物を極めて安定にするので,短時間の加熱では分解しない。この轉移層の組織は結節状微細パーライト及低炭素マルテンサイトから成る。

Cr-Mo-Ni鑄鐵は他の合金鑄鐵と同一組織を有するが,只焼入硬化層の深さが異なる。

最後に前記(3)に屬する試験につき,焔焼入試験に用ひた普通鑄鐵,Mo鑄鐵B,Ni-Mo, Cr-Mo, Cr-Ni-Mo鑄鐵につき1,200~1,000°Fから油焼入し硬度その他の機械試験を行つた。次に1,575°Fで油焼入したものを200~1,300°Fの温度で1時間焼戻して空中冷却したものゝ,表面硬度,彎曲強度,撓み,抗張力,衝擊値,化合炭素など調査した。

その結果,焼入の儘では硬度を上昇し,抗張力,彎曲強度,撓み

第 1 表

種 類	普通鑄鐵		Cr-Ni-Mo 鑄鐵	
	化合炭素	ブリネル	化合炭素	ブリネル 硬 度
鑄放し, 次の各温度から焼入	0.69	217	0.70	255
1,200	0.54	207	0.65	250
1,250	0.38	187	0.63	241
1,300	0.09	170	0.59	229
1,350	0.09	143	0.47	217
1,400	なし	137	0.45	197
1,450	0.05	143	0.42	207
1,500	0.47	269	0.60	444
1,550	0.59	444	0.69	514
1,600	0.67	477	0.76	601

及衝擊値を減少する。次に鑄造の儘の性質と,焼入焼戻により最大値を得た時の性質を比較すると,焼入焼戻状態では,硬度及抗張力は増加するが,撓み及衝擊値は減少する。彎曲強度は同一である。次に同一ブリネル硬度を有した試料で,鑄造の儘のものゝ,焼入焼戻したものゝ性質を比較すると,後者は強力であるが,彎曲強さを少量減じ,撓み,衝擊値を低下する。

最後に焼入硬化能試験を行ひCr-Mo-Ni鑄鐵,Mo鑄鐵A,普通鑄鐵を比較するとCr-Mo-Niが優秀で次にMo鑄鐵である。

(T. T.)